連続焼鈍による遅時効 BH 冷延鋼板の開発

林田輝樹^{*1)} 織田昌彦^{*2)} 山田輝昭^{*1)}
小山一夫^{*3)} 潮田浩作^{*4)}

1. はじめに

自動車の車体を軽量化する方法の一つとして使用する鋼板を薄手化する手段がある。この場合、一般的には高強度鋼板を使用することで強度を確保しているが、外板のなかで特に耐デント性を確保する必要がある部位については、自動車の塗装焼き付け工程を利用して鋼板の降伏強度を上昇させることのできる BH (Bake-Hardenable) 鋼板が使用される⁽¹⁾ことが多い。BH 鋼板は鋼中に適量残存させた固溶 C を利用して鋼板を硬化させるものであるが、固溶 C が多すぎると時効による鋼板の伸び低下やストレッチャーストレイン発生のため商用とできるプレス成形品をつくるのが困難になり、固溶 C が少なすぎると BH 量が十分に確保できないため BH 鋼板として成り立たない。BH 性と常温で 6 か月時効後の耐ストレッチャーストレインを両立できる固溶 C の範囲は図 1 に示されるようにきわめて狭いため、工業的に BH 製品のすべてをこの範囲内におさめることは非常に難しくその両立を保証することが難しいのが現状であった。近年、BH 鋼板使用量の増加に伴い BH 量バラツキの少ないより安定された BH 量を有する鋼板のニーズが強まっておりその製造技術を確認することは素材メーカーの使命である。著者らは、Fe-C 状態図中の $\alpha \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ の基本的な反応を利用することによって、コイル内および製品間の BH 量バラツキを極めて低減し、さらに必要とされている 30 MPa 以上の BH 量を確保し、かつ鋼板を製造して 6 か月経過した後もスト

レッチャーストレインを発生しないように厳密に鋼中の固溶 C 量が制御された鋼板を安定して製造する技術を確認した。

2. 焼鈍後の過時効を利用した固溶 C の制御技術の開発

鋼板中の固溶 C を低減するためには Fe_3C として C を固定したり、炭化物形成元素である Ti や Nb を添加し TiC、NbC などとして析出させる方法が行われている。BH 鋼板とするためには固溶 C のうち析出物として固定する量を制限して適量残存させる必要がある。例えば、BH 鋼板として使用されることのある極低炭素鋼に Nb を添加したものを素材とする場合、固溶 C を残留させるには再結晶焼鈍中に析出量を制御する必要がある。これは NbC が α 相の高温域で分解し鋼中に固溶するためである。焼鈍中に分解される NbC の量は Nb 量、C 量によって大きく変化するので実用上はこれらを厳密に管理しなければ固溶 C のバラツキが生

図 1 BH 量、st-st におよぼす固溶 C 量の影響。

* 新日本製鐵株式会社技術開発本部
広畑技術研究部：1)主任研究員 2)主幹研究員
鉄鋼研究所：3)薄板研究部主幹研究員
君津技術研究部：4)主任研究員

Development of Continuous Annealed BH Steel Sheets with Aging Resistance; Teruki Hayashida, Masahiko Oda, Teruaki Yamada, Kazuo Koyama, Kohsaku Ushioda (Nippon Steel Corporation)

1994年1月27日受理

じやすくなる⁽²⁾。BH 鋼板の素材としては、低炭素 Al キルド鋼も考えられるが、従来の連続焼鈍では過時効が400℃程度の高温で施されているため固溶 C の残留が多くなり⁽³⁾十分な時効特性が得られないという問題があった。しかし、低炭素 Al キルド鋼を素材とした場合、鋼中の C の Fe_3C としての析出は A_1 変態点以下の低温で起こり組成にはあまり影響を受けることなく固溶 C 量は温度に伴って変化すること、さらに 30 MPa 以上の BH 量と耐ストレッチャーストレインを両立するための固溶 C 範囲である 3~4.5 ppm を残留させるための温度は低温のため工業的に炉温が制御しやすいことなどの利点があり、過時効の条件によっては安定した量の固溶 C を残留できる可能性がある。このような事情を考慮して筆者らは鋼に炭化物形成元素である Ti や Nb を添加せず低炭素 Al キルド鋼をベースとして鋼中の C を Fe_3C として析出させるタイプの BH 鋼板の実用化を検討した。本技術は Fe-C 状態図における $\alpha \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ の基本的な反応を利用することによって、BH 鋼板として必要なだけの固溶 C を正確に鋼中に残存させる技術である。しかし、状態図中の固溶 C 量はあくまで平衡となった場合が示されており、工業的に短時間で希望する固溶 C 量に制御するために以下のような工夫を行った。

(1) Fe_3C の析出サイトとなる鋼中の MnS 制御技術

低炭素 Al キルド鋼には C が約 200 ppm 含まれているが、そのうち BH 量を確保するために残存させる固溶 C はわずか 3 ppm 程度である。連続焼鈍で BH 鋼板を製造するためには、残りの C は速やかに Fe_3C として析出させる必要がある。固溶 C の Fe_3C としての析出処理は冷延鋼板の再結晶焼鈍の後に行われる過時効において実施されるが、再結晶焼鈍後に徐冷し Fe_3C の析出処理をすると、 Fe_3C は主として結晶粒界に析出する。この場合、 Fe_3C の析出間隔が離れているため C の拡散距離が長くなり、その後の Fe_3C 析出には極めて時間を要することになる。 Fe_3C を短時間で析出させるためには結晶粒内にもその析出サイトを形成させる必要がある。鋼中の 0.05 μm 以上のサイズを有する MnS は連続焼鈍の過時効において Fe_3C の析出サイトになりやすい⁽⁴⁾ことがわかっており、本発明鋼では Fe_3C の析出サイトとして MnS を利用している。鋳片段階で存在する MnS は加熱によって鋼中へ固溶し、溶け残った MnS は成長する⁽⁵⁾。Mn 量、S 量および鋳片加熱温度を特定の範囲にすることにより鋳片中の MnS を 0.05 μm 以上のサイズを主体とした分布にすることができる。加熱によって鋼中に固溶する S 量が多いと熱延中に 0.02 μm 程度の微細な MnS となって析出する

表 1 供試鋼の化学成分(wt%)。

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.024	0.013	0.16	0.012	0.010	0.045	0.0023

図 2 熱延板中の MnS 分布におよぼす鋳片加熱温度の影響。

ため鋳片加熱温度を高温にすることは好ましくない⁽⁵⁾。図 2 は表 1 に示す組成の低炭素 Al キルド鋼の熱延板中の MnS 分布状態におよぼす鋳造加熱温度の影響を示したものである。この場合、鋳片加熱温度を 1150℃以下とすることにより熱延板の MnS を 0.05 μm 以上のサイズを主体とした分布にすることができた。

(2) 連続焼鈍における Fe_3C 核生成

連続焼鈍において結晶粒内に Fe_3C の析出核を生成させるには上記 MnS 分布状態の制御に加えて再結晶焼鈍後の一次冷却速度および一次冷却終点温度が極めて重要である⁽⁶⁾。結晶粒内の MnS 上に Fe_3C の核を生成させるためにはある程度の過飽和固溶 C が必要であり、そのために一次冷却は急冷する必要がある。本開発鋼では 100℃/s 以上の速度で冷却することによって冷却直後の過飽和固溶 C を残している。図 3 に結晶粒内 Fe_3C 数におよぼす一次冷却終点温度の影響を示す。より低温に冷却することで Fe_3C 数を増加させることが可能なことがわかる。しかし、一次冷却終点温度を低温

図 3 結晶粒内の Fe_3C 数におよぼす一次冷却終点温度の影響。

にして Fe_3C 数が極めて多くなった場合は鋼板が硬質化し加工性が低下することや鋼板の通板速度の変化により過時効時間が長くなった場合に固溶 C が 3 ppm より少なくなるおそれがある。筆者らは後述する過時効温度履歴において実用上 150~300 s の過時効時間の変動があった場合にも 3~4.5 ppm の固溶 C 量範囲が達成されるような一次冷却終点温度を検討したところ、300℃程度の温度とすることが好ましいことを見いだした。

(3) 連続焼鈍における過時効温度履歴

結晶粒内に生成した Fe_3C の核の成長を制御し短時間で所定の固溶 C 量とするには C の拡散と鋼中の C の過飽和度を制御する必要がある。本発明鋼では Fe_3C の成長に伴う固溶 C の減少速度は C の拡散係数と過飽和度で表される一次反応と考え⁽⁷⁾、過時効の温度履歴を決定した。すなわち一次冷却によって Fe_3C の核を生成させた後、鋼中の固溶 C が多い状態のときは C の拡散を速くするために一次冷却直後に鋼板を加熱し、 Fe_3C の析出に伴い固溶 C が減少するにつれて過飽和固溶 C を確保するために連続的に鋼板温度を低下させるような温度履歴を持つ過時効が本技術の特徴の一つである。図 4 に連続焼鈍においてこの過時効処理を行った場合の固溶 C の変化を示す。本技術においては過時効初期の固溶 C 量の変化は大きいものの、過時効を 150 s 以上行った場合の固溶 C 量の変化は極めて小さいため安定した固溶 C 量を得ることができる。すなわち、開発された過時効処理を用いた場合、通板速度等の変化によって過時効時間が 150~300 s の間で変動した場合でも固溶 C を 3.8~3.0 ppm に安定して残留させ得るのである。

図 4 連続焼鈍における過時効中の固溶 C 量の変化。

3. 開発材の特性および将来性

表 2 に開発材の代表的な特性を、図 5 に製品コイル長手方

表 2 開発材の特性。

製造後の 時 間	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	r	YP-El (%)	BH (MPa)
直 後	182	322	46	1.7	0	41
6 か月経過	189	331	45	1.7	0.1	40

図 5 製品コイル長手方向の BH 量。

向の BH 量分布を示す。開発材は 30 MPa 以上の BH 量を有しており、さらに製造後 6 か月経過しても降伏伸びがストレッチャーストレインが発生しない程度に小さくおさえられていることがわかる。またコイル長手方向においても十分な BH 量の安定性を有していることがわかる。本開発鋼は自動車用外板として使用されており、さらに上記のように優れた特性のため今後外板部品の板厚低減のニーズに伴い一層の適用拡大が期待されている。

4. ま と め

以上述べたように、本開発鋼は α 相からの Fe_3C の析出というきわめて基本的な反応を粒内 Fe_3C 核生成や一次反応速度制御技術と結びつけることにより耐ストレッチャーストレインと BH 量の両方が保証された BH 冷延鋼板が実現できたものである。この結果、自動車用外板の軽量化に貢献し、今後の拡大が期待されている。

5. 特 許

特公平5-55573など計 9 件。

文 献

- (1) 柴田新次：鉄と鋼，78(1992)，1512.
- (2) 武智 弘：CAMP-ISIJ，13(1990)，1740.
- (3) 林田輝樹，織田昌彦，山田輝昭：CAMP-ISIJ，15(1992)，834.
- (4) 川崎宏一，加藤 弘：日本金属学会誌，48(1985)，928.
- (5) 林田輝樹，佐柳志郎，川崎宏一，河野 彪：鉄と鋼，(1987)，S1266.
- (6) 林田輝樹，佐柳志郎：CAMP-ISIJ，11(1988)，1721.
- (7) 小山一夫，小宮邦彦：鉄と鋼，73(1987)，S1265.